

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : **61-079745**
(43)Date of publication of application : **23.04.1986**

(51)Int.Cl. C22C 33/04
C21C 7/04
C21D 8/00
C22C 38/14

(21)Application number : **59-203099** (71)Applicant : **NIPPON STEEL CORP**

(22)Date of filing : **28.09.1984**

(72)Inventor : **KOIKE MAKOTO
HONMA HIROYUKI
MATSUDA SHOICHI
IMAGUNBAI MASAKATA
HIRAI MASAZUMI
YAMAGUCHI FUKUYOSHI**

(54) MANUFACTURE OF STEEL MATERIAL SUPERIOR IN WELDED JOINT HEAT AFFECTED ZONE TOUGHNESS

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain the titled material, by deoxidizing molten steel contg. specified quantities of dissolved O₂, Al, Si by Ti, casting and rolling said steel to causing a specified compsn. and incorporating a specified quantity of oxide inclusions such as TiO₂ having a specified particle diameter therein.

CONSTITUTION: Ti is added into molten steel contg. ≤0.020% dissolved O₂, ≤0.007% and ≤0.05% inevitably mixed Al, Si respectively to deoxidize it. Next, said steel is cast or cast rolled to prepare a steel material contg. by wt. 0.001W0.300% C, 0.4W2.0% Mn, ≤0.025% P, 0.025% S, ≤0.007% Al, 0.003W0.050% Ti, 0.0010W0.0100%) and the balance Fe with impurity elements and ≥0.004W0.100% range of oxide inclusions having ≤3μ particle diameter and contg. crystal phase of either one or compounded 2 kinds of TiO, Ti₂O₃.

⑨ 日本国特許庁 (JP)

⑩ 特許出願公開

⑪ 公開特許公報 (A)

昭61-79745

⑫ Int. Cl.

C 22 C 33/04
C 21 C 7/04
C 21 D 8/00
C 22 C 38/14

識別記号

厅内整理番号

⑬ 公開 昭和61年(1986)4月23日

6535-4K
7619-4K
7047-4K
7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 2 (全11頁)

⑭ 発明の名称 溶接継手熱影響部靱性のすぐれた鋼材の製造法

⑮ 特願 昭59-203099

⑯ 出願 昭59(1984)9月28日

⑰ 発明者 小池 尤	東京都千代田区大手町2丁目6番2号 新日本製鐵株式會社内
⑰ 発明者 本間 弘之	相模原市端野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社第2技術研究所内
⑰ 発明者 松田 昭一	相模原市端野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社第2技術研究所内
⑰ 発明者 今革倍 正名	君津市君津1番地 新日本製鐵株式會社君津製鐵所内
⑰ 発明者 平居 正純	君津市君津1番地 新日本製鐵株式會社君津製鐵所内
⑰ 発明者 山口 福吉	君津市君津1番地 新日本製鐵株式會社君津製鐵所内
⑯ 出願人 新日本製鐵株式會社	東京都千代田区大手町2丁目6番3号
⑰ 代理人 弁理士 谷山 輝雄	外3名

明細書

1. 発明の名称

溶接継手熱影響部靱性のすぐれた鋼材の製造法

2. 特許請求の範囲

(1) 鋼鉄中の溶存酸素量が0.020%以下、不可避に混入するAlおよびSiの量が、それぞれ、0.007%以下、0.05%以下の溶鋼中にTiを添加して脱酸したのち铸造し、または、铸造後圧延し、その成分組成が重量%で

C : 0.001~0.300%

Mn : 0.4~2.0%

P : 0.025%以下

S : 0.025%以下

Al : 0.007%以下

Ti : 0.003~0.050%

O : 0.0010~0.0100%

残部鉄、および、不純物元素を含み、しかも、粒径が3μm以下で、 TiO , Ti_2O_3 のいずれか一種、または、二種の複合した結晶相を含む酸化物系介在

物を重量%で0.004%以上0.100%以下の範囲で含有せしめることを特徴とする溶接継手熱影響部靱性のすぐれた鋼材の製造法。

(2) 溶鋼中の溶存酸素量が0.020%以下、不可避に混入するAlおよびSiの量が、それぞれ、0.007%以下、0.05%以下の溶鋼中にTiを添加して脱酸したのち铸造し、または、铸造後圧延し、その成分組成が重量%で

C : 0.001~0.300%

Mn : 0.4~2.0%

P : 0.025%以下

S : 0.025%以下

Al : 0.007%以下

Ti : 0.003~0.050%

O : 0.0010~0.0100%以下

を基本成分とし、Si, Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, V, B, Zr, Ta, W, Co、あるいは、Caのうちから一種または二種以上を

Si : 0.8%以下

Cu : 1.5%以下

Ni : 1.0%以下
 Cr : 1%以下
 Mo : 1%以下
 Nb : 0.2%以上
 V : 0.5%以下
 B : 0.0050%以下
 Zr : 0.1%以下
 Ta : 0.1%以下
 W : 0.1%以下
 Co : 0.1%以下
 Ca : 0.0020%以下

の範囲内で含有し、残部鉄、および、不純物元素を含み、しかも、粒径が3μm以下で、 TiO , Ti_2O_3 のいずれか一種、または、二種の複合した結晶相を含む酸化物系介在物を重量%で0.004%以上0.100%以下の範囲で含有せしめることを特徴とする溶接端手熱影響部脆性のすぐれた鋼材の製造法。

3.発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

れるためである。このために、このような鋼材を使用する溶接構造物では、構造物全体の脆性破壊に対する安全性を確保する観点から、HAZの脆性を確保することと、溶接施工時の予熱・後熱によって、水素遅れ割れを防止することが最も重視される。

したがって、このような鋼材の供給者は HAZ の脆化を補うことを意図して母材の低温脆性を著しく高めるばかりでなく、HAZ の脆化を少なくするような処理を施すようになってきている。たとえば、母材の特性だけについて言えば、炭素鋼で十分対応できる用途に対しても、上記の観点から炭素量を低くし、Ni, Cu, Mo, Nb, Vなどを添加したり、HAZ の結晶粒の粗大化を防止し、脆化した部分を小さくするために、TiNなどの窒化物粒子を鋼中に微細に分散させる方法や、REMなどの酸化物や硫化物の微細介在物を鋼中に分散させる方法が考案され、利用されてきた。例えば

特公昭51-16890号

特開昭50-80911号

本発明は溶接性構造用鋼であって、溶接端手熱影響部(以下「溶接 HAZ」と略称する)に脆性破壊の発生・伝播の起りにくい鋼材の製造法に関するものであって、たとえば、大入熱溶接端手のシャルピー切り欠き韧性や、一般の溶接法による端手部の COD 値に対して厳しい要求の課せられるような鋼材の製造法が主要な対象となっている。(従来技術)

いわゆる溶接性構造用鋼に代表される、溶接接合の施された鋼材は、鋼材の製造過程で試験された諸特性を溶接熱影響部において維持することは、一般的には、極めて困難である。とくに、切り欠き韧性や COD 特性、さらには、脆性亀裂の伝播阻止性能などの、脆性破壊の発生の防止と伝播の阻止とに關する特性は、HAZ では母材部(溶接熱影響を受けない部分)に比べて著しく劣ることが多い。

この原因は、溶接熱によって HAZ の結晶組織が脆化することと、溶着金属から侵入する水素などによる水素遅れ割れを伝播しやすい組織が形成さ

などは前者の技術思想に基づくものであり、

特開昭58-204115号

特開昭58-204116号

特開昭58-204117号

特開昭58-204118号

などは後者の技術思想に基づくものである。

しかしながら、これらの鋼材供給者側における対応技術では、次のような問題が残されている。すなわち、TiNなどの窒化物を利用する方法では、HAZ の最高到達温度が約1350°Cを超える部分(以下「溶接 HAZ 高温部」と略称する)でこれらの窒化物が溶解してしまうために、結晶粒の粗大化を阻止する機能がない。そのため、HAZ のこのような部分には粗大なペーナイト組織(以下「粗大 Bu」と略称する)やフェライトサイドプレート(以下「FSP」と略称する)と呼ばれる粗大な組織が混在するため、HAZ の COD 特性などには十分な効果が見られない。このことは窒化物と MnS との複合析出物を利用する場合でも同様の事情にある。

また、REMの酸化物や硫化物の利用は、ALキルド鋼においては、 Al_2O_3 系介在物と複合して大型介在物となりやすく、とくに、今日量産厚板の主流をなす連続鋼造法においては、このREMの悪影響を排除することは極めてむづかしい。加えて、ALキルド鋼におけるREMの酸化物や硫化物は、確かに安定であって溶接 HAZ 高温部においても、TiNのように、溶解してしまうことはなくオーステナイト粒の粗大化を防止する効果は見られるが、このオーステナイト粒は粗大であり、粒内に粗大BuやFSPが発達して溶接 HAZ の韧性を損なう。

いっぽう、鋼構造物の施工に当たっては経済的な施工方法が強く求められているにも拘わらず、それを阻害する要因である溶接の予熱・後熱処理や溶接入熱の上限制約などを実施して HAZ の脆化組織部分を可能な限り小さくし、それにより、水素遅れ割れなどが、これらの脆化組織に発生・伝播しないように配慮されているが、従来の鋼材を用いる限り粗大BuやFSPなどの脆い組織の生成は避けられない。したがって、鋼構造物の使用中に

铸造片（とくに、CC 鋳片）の偏析の弊害・表面性状の劣化などにより、薄板の生産性・収益性を大きく低下させているだけでなく、溶接低温割れ性の向上にも必ずしも期待される効果が十分に得られているわけではない。

そこで、本発明者らは HAZ の脆性破壊に対する抵抗力を弱める粗大BuやFSPのような組織、また、HAZ の水素遅れ割れが伝播拡大しやすい粗大Buや粗大な硬化組織を、通常工業的に採用される多様な溶接条件下で生じないようにするために、HAZ の変態挙動に関して体系的、かつ、つぶさに研究した結果、ALを含有せず Ti の低級酸化物を主成分とする微細 Ti 酸化物粒子を含む鋼がこのような目的に合致していることを発見した。すなわち、このような鋼においては溶接 HAZ における γ 相からのペーナイト変態が従来鋼の場合と異なり、 γ 粒内に微細に分散した酸化物粒子を変態核として、 γ 相の結晶方位の三つの等価な {100} 面に沿ってフェライトプレートが発達するようなペーナイト組織となるため、前に述べたような粗大Bu、FSP、

発生し成長した疲労亀裂や応力腐食割れ、あるいは、水素遅れ割れなどが上記脆化組織部分に達した場合には脆性破壊を起こす可能性を残している。
(発明の目的)

本発明は鋼構造物の脆性破壊につながる粗大BuやFSPなどの組織を HAZ に生じない鋼材を製造することを目的としている。すなわち、溶接 HAZ をこのような組織を生じないようにすることにより、溶接 HAZ 部のシャルピーカッタ欠き靭性を従来鋼に比べて著しく改善し、あわせて、COD特性を飛躍的に向上させることを目的としている。

加えて、本発明では溶接低温割れを改善するための従来の常套手段であった低C化、低Ceq化あるいは低Pcm化するという手法と全く異なった方法で、これら従来手法以上の効果を得ることも目的としている。すなわち、従来の低C化、低Ceq化あるいは低Pcm化は、それによる鋼材の強度の低下を補なうためMn,Cu,Ni,Mo,Nb,V,Bなどの強化元素を添加しなければならない。そのために、これらの合金コストの上昇や、溶製のむづかしさ、

粒大な硬化組織の生成が抑制される。

すなわち、ALの含有量の極めて低い鋼で、 TiO_2 、 Ti_2O_3 の一種、または、二種の結晶相を含有するTiの酸化物を含む鋼においては、溶接 HAZ 部において第1図(a)の本発明鋼に示すようなウイットマンステッテン(Widmannstätten)状のフェライトプレートから成るペーナイト組織が得られる。このようなウイットマンステッテン状のフェライトプレートより成るペーナイト組織は鋼中のAL添加量が高まると生成しなくなり、第1図(b)に示す従来キルド鋼のように、旧オーステナイトの結晶方位の三つの等価な{100}面のうちの一つだけが優先的に発達するようなペーナイト組織(これをFSPと定義する)となる。

本発明はこのような発見にもとづき、溶接 HAZ の $\gamma \rightarrow$ ペーナイト変態が上に述べたような変態挙動を示すことによって溶接継手部の鋼組織を微細なものとし、よって、溶接継手(をかんずく大入熱溶接継手)のシャルピーカッタ欠き靭性や、COD特性を飛躍的に向上させ、加えて、溶接低温割れ

の起きたくい鋼材の製造を目的とするものである。
(発明の構成)

この発明は上記の目的を達成するために、

(1) 滲鋼中の溶存アルミニウムが0.020%以下、不可避に混入するAlおよびSiの量が、それぞれ、0.007%以下、0.05%以下の滲鋼中にTiを添加して脱酸したのち鍛造し、または、鍛造後圧延し、その成分組成が重量%で

C : 0.001 ~ 0.300%

Mn : 0.4 ~ 2.0%

P : 0.025%以下

S : 0.025%以下

Al : 0.007%以下

Ti : 0.003 ~ 0.050%

O : 0.0010 ~ 0.0100%

残部鉄、および、不純物元素を含み、しかも、粒径が3μm以下で、 TiO , Ti_2O_3 のいずれか一種、または、二種の複合した結晶相を含む酸化物系介在物の重量%で0.004%以上0.100%以下の範囲で含有せしめることを特徴とする滲接端手熱影響

Mo : 1%以下

Nb : 0.2%以上

V : 0.5%以下

B : 0.0050%以下

Zr : 0.1%以下

Ta : 0.1%以下

W : 0.1%以下

Co : 0.1%以下

Ca : 0.0020%以下

の範囲内で含有し、残部鉄、および、不純物元素を含み、しかも、粒径が3μm以下で、 TiO , Ti_2O_3 のいずれか一種、または、二種の複合した結晶相を含む酸化物系介在物を重量%で0.004%以上0.100%以下の範囲で含有せしめることを特徴とする滲接端手熱影響部のすぐれた鋼材の製造法。

にある。

以下に本発明法に關わる鋼材の成分組成を限定する理由について述べる。

C, Mnは鋼材の強度を高めるいっぽう、HAZ組

部の塑性のすぐれた鋼材の製造法。

(2) 滲鋼中の溶存アルミニウムが0.020%以下、不可避に混入するAlおよびSiの量がそれぞれ、0.007%以下、0.05%以下の滲鋼中にTiを添加して脱酸したのち鍛造し、または、鍛造後圧延し、その成分組成が重量%で

C : 0.001 ~ 0.300%

Mn : 0.4 ~ 2.0%

P : 0.025%以下

S : 0.025%以下

Al : 0.007%以下

Ti : 0.003 ~ 0.050%

O : 0.0010 ~ 0.0100%以下

を基本成分とし、Si, Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, V, B, Zr, Ta, W, Co、あるいは、Caのうちから一種または二種以上を

Si : 0.8%以下

Cu : 1.5%以下

Ni : 1.0%以下

Cr : 1%以下

鐵の硬化を促すので適度の量が必要であるが、高すぎないようにしなければならない。本発明法の適用が意図される鋼材では、このような観点からCについては0.001から0.300%、Mnについては0.4から2.0%の範囲とした。

P, S、および、Nについては本発明法における技術的要件に対しては第一義的に重要な意味はなく、低いほど望ましいので、PとSについてはそれぞれ0.025%以下、Nについては好ましくは0.025%以下とした。

Al, Si, Ti、および、Oは本発明鋼の特徴であるHAZの微細なウイトマンステッテン状のフェライトプレートよりなるペーナイト組織(以下「微細ペーナイト組織」と呼ぶ)が生成するための基本的なメカニズムに関与している。Alが0.007%より高いと上記微細ペーナイト組織が現われない。この理由は微細ペーナイト組織を構成するウイトマンステッテン状フェライトプレートの形成を支配している TiO , Ti_2O_3 のいずれか一種または二種の複合した結晶相を含む酸化物がAlによって

還元されて「微細ベーナイト組織」を形成する能力のない酸化物やTiNになってしまふため本発明の効果が十分に得られない。このため、Alは添加せず、しかも、合金鉄や耐火物から混入することを防止することが必要であり、不可避に混入する量を0.007%以下とした。SiについてもAlと同様にTi添加前の溶存酸素量を減少させるためにTi添加前に存在していないことが好ましい。しかしながら、SiはAlに比べると溶鋼中の酸素との親和力が弱く、Ti添加後に添加されるについては本発明の効果を損なうものではない。以上の理由によりTi添加前のSiについては0.05%以下としたが、Ti添加後にSi添加した場合鋼材中のSi濃度については通常の溶接性構造用鋼の添加量の範囲であればよく0.8%を上限値とした。

TiとOとは上記Ti酸化物の形成に関わっており、溶鋼中に存在する量が少なすぎると適切な量のTi酸化物が得られない。また、多すぎるとTiの酸化物が凝集・粗大化して本発明の効果が得られない。そのためOについては溶鋼中で溶存酸素として

持ち得る。

Cr,Mo,Nb,Vは鋼材の焼き入れ性を高めたり、炭窒化物として析出硬化することにより鋼材の強度を高め、適切な鋼材製造プロセスに付すことにより鋼材の低温靭性の向上も期待される。しかしながら、これらの元素は添加量が多すぎると、HAZの硬化を招き溶接低温割れを起こしやすくなるので、Cr,Moについては1%以下、Nbについては0.2%以下、Vについては0.5%以下とした。

Bは、とくに、鋼材の焼き入れ処理における焼き入れ性を高めたり、割離圧延過程におけるフェライト変態核を増加させてフェライトパーライト組織を微細化させる効果があるので、0.0050%以下の範囲で添加する。

Zr,Ta,W,Ceなどを鋼材の腐食挙動の改善などの目的で添加する場合は、それぞれ、0.1%以下の範囲で添加してもよい。

CeはMnSの形状コントロールの目的で添加してもよいが、多すぎると、Tiの酸化物を還元し本発明の効果を損なうので0.0020%以下とした。

0.020%以下の状態でTiを添加して脱酸してやることが必要である。Tiで脱酸した溶鋼を搅拌あるいは不活性ガスによって溶鋼を清浄化する過程で到達するTiとO量を、それぞれ、Ti:0.003~0.050%、O:0.0010~0.0100%の範囲内で搅拌、あるいは、不活性ガスによる清浄化を停止することが必要である。この清浄化が不完全であり、Oが0.0100%を超える場合は上記Ti酸化物が粗大化して本発明鋼の特徴をなす「微細ベーナイト組織」が得られず、粗大介在物に起因する鋼材の表面欠陥を誘発する。いっぽう、Oが0.0010%を下まわると上記酸化物量が不足する。また、Tiについては0.003%を下まわると上記酸化物が不足し、0.050%を超えるとTiCが多量に形成されHAZの韧性に有害である。

以下、選択的に添加される元素について述べる。Cu,Niは鋼材の強度と靭性を同時に高め、また、HAZの低温靭性にも害が少ないので、そのようを目的に對して添加され、その場合Cuは1.5%以下、Niは1.0%以下において、本発明の効果が意味を

もつ。本発明法において、Ti添加前の雰囲気はRH,DH,VADなどの密閉容器内、または、銅浴面をArガスなどの不活性ガスによって被覆することにより、Ti添加後の溶鋼の搅拌過程で雰囲気からの酸素によって鋼の酸化が起きないよう処理をするために、雰囲気の酸素分圧は10Torr以下が好ましい。また鋼材の製造プロセスは、铸造まま、熱間圧延、あるいは、それらのいずれかの後の熱処理、等のいずれの方法であってもよく、本発明法の適用を限定する理由はない。

(発明の作用)

(a)まず従来鋼の溶接 HAZ の変態挙動について説明する。

通常のSi-Alキルド鋼(以下「従来キルド鋼」と略す)では HAZ の組織は最高到達温度とオーステナイト相からの変態を起こすときの冷却速度によって変化する。このことは溶接 CCT 線図に表示されている。

第3図は従来キルド鋼を溶融再現熱サイクル装置を用いて1400℃以上に加熱後、種々の冷速

で冷却した時に得られる組織を概念的に図示したものである。なお、このような熱サイクルが HAZ のうちで溶接金属に隣接する部分の熱履歴を模したものであることは言うまでもない。第3図において冷却速度の速い a、b ではマルテンサイト変態が支配しており、冷却速度の遅い c、d ではフェライト=ペーライト変態が起きている。実際の HAZ 高温部には、一般的には、これらの組織を見ることは希であり、両者の中間の冷却速度によると c、d、e のような組織となる。c、d はマルテンサイトとペーナイトの混合した組織であり水素遅れ割れの発生・伝播しやすい組織である。e は粒界フェライトとともに FSP や Bu が混在しており、d とともに脆性破壊に対して抵抗力が弱い。

(b) 次に本発明法による鋼の溶接 HAZ の変態挙動について説明する。

以上の従来キルド鋼に比べて本発明鋼は第1図の c、d、e に対応する冷却速度における変態が従来鋼とはまったく異なった挙動を示す。すなわち、本発明鋼の溶接 HAZ 高温部では第2図(b)に示

して大入熱溶接 HAZ 部に微細なフェライトとペーライトを主とする組織を形成させようとするものでもない。

(c) 次に本発明鋼と従来鋼の脆性破壊挙動の相違について説明する。

本発明鋼の溶接 HAZ のミクロ組織は第2図に示したように微細な針状組織となるために、HAZ 部の脆性破壊の劈開の単位が従来鋼と比べると著しく微細となる。第1図に本発明鋼(a)と従来鋼(アルミニシリコンキルド鋼)(b)における溶接 HAZ 高温部の脆性破壊の劈開破面単位のちがいを示す。この例に見られるように第1図(a)の本発明鋼の HAZ 部は脆性亀裂の単位が粗かく、このために、シャルピー切り欠き韧性、COD 特性、溶接低溫割れ性が従来鋼に比べて著しく優れているのである。

(実施例)

実施例 1

第1表は本発明法によって製造した鋼の製造条件と鋼材の特性、および、その鋼材を用いた溶融

すように、小入熱溶接の場合は粒界フェライトを伴わない「微細ペーナイト組織」になる。また、第2図(c)に示すように大入熱溶接では若干の粒界フェライトを伴うが粒内には小入熱の場合と同様の「微細ペーナイト組織」が得られる。

この理由は r 相からのペーナイト変態において、r 相の三つの等価な結晶面 (100)(010)(001) にフェライトプレートが発達してウイットマンステッテン状(寄木細工模様)の構造になるには鋼材中の Al 含量が低く、しかも、TiO, Ti₂O₃ の一種または二種の結晶相を有する Ti の酸化物がなければならぬ。溶鉱中に Ti 添加する前に Al や Si を添加したりすると、このような望ましい Ti 酸化物が還元されて本発明法の効果が得られない。この意味で本発明法は従来の Al-Si キルド鋼への TiN 处理でもなく、また、Mn, Si と Ti もしくは Al、あるいはさらに REM または Ca を、脱酸力の弱い順で分割投入して微細介在物を均一分散させることによって TiN や BN などの窒化物を微細析出させることを

再現熱サイクル後の変態組織、ならびに、シャルピー衝撃試験結果を示す。なお、比較のために従来キルド鋼の例も併記した。

第1表の鋼は海洋構造物や船舶などに用いられる HT50 級の鋼であり、比較鋼は従来の HAZ の結晶粒粗大化防止技術として、今日、最も一般的に受け入れられている TiN 处理を施したものである。第1表に示すように、本発明鋼においては、最高温度 1400°C 以上にした溶融再現熱サイクルを付した後の変態では、800°C から 500°C までの平均冷速で 1.5°C/s から 1.5°C/s までの範囲で、FSP や粗大 Bu などの組織が現われることはなく、オーステナイト粒内の Ti 酸化物系の析出物を核として十字状の微細な針状フェライトが見られる。写真 1 は第1表の再現熱サイクル組織を示している。

第1表に示すように、本発明鋼では溶融再現熱サイクル後のシャルピー切り欠き韧性は、いずれの熱サイクルに対しても従来鋼に比べて著しくすぐれた値を示している。

第 1 表 本筋頭脚の製造条件、鋼材等

第2表は第1表に掲げた本発明鋼と比較鋼を用いて密接低温割れ性を調べた結果を示す。試験方法は鉄研式斜めノ開先割れ試験法であり、第2表に示すような所定の温既に保持した後、大気温20℃、湿度72～78%の雰囲気において密接した。

第2表に示されるとおり、比較鋼においては予熱5.0℃においても溶接低温割れが発生しているが、本発明鋼では鋼材温度0℃でも割れは起きていない。両者の鋼成分は第1表に示すとおり、ほとんど同じと見なして差しつかえなく、この両者における溶接低温割れ性の違いは HAZ の変態組織の違いに起因するものである。すなわち、第2図に示すとおり、本発明鋼の HAZ の組織はウイトンステッテン状のフェライトプレートより成る「微細ベーナイト組織」から成り立っているが、比較鋼では粗大 B₂ やベーナイトと島状マルテンサイトが混合した組織となっており、この部分を割れが伝播している。

第2章 本稿別冊の複数温帯性

		本筋 明絞		比較鋼(従米キルド鋼)	
予熱なし(0°C)		表面 剥れ	割れ率 0%	割れ率 85%	割れ率 85%
大気温 度	20°C	ルート割れ	0	100	100
大気温 度	75%	断面 剥れ	0	100	100
予 熱	25°C	表面 剥れ	0	5	5
予 熱	20°C	ルート割れ	0	25	25
予 熱	75%	断面 剥れ	0	10	10
予 熱	50°C	表面 剥れ	0	0	0
予 熱	20°C	ルート割れ	0	5	5
予 熱	78%	断面 剥れ	0	5	5
予 熱	100°C	表面 剥れ	0	0	0
予 熱	20°C	ルート割れ	0	0	0
予 熱	72%	断面 剥れ	0	0	0
予 熱	150°C	表面 剥れ	0	0	0
予 熱	20°C	ルート割れ	0	0	0
予 熱	74%	断面 剥れ	0	0	0

注 1. 試験法：鉄筋式斜め引張り試験
 JIS Z 3158-66

注 2. 接着条件 170A×24V・1.5cm/分
 接合部 低水当量 JIS D 5016

実施例2

第3表は溶鋼中のAl量、Si量、溶存酸素量の組み合わせを種々にとった溶鋼中にTiを添加し鍛造した鍛造まま鋼材、鍛造後熱間圧延、または、さらに各種の熱処理をした鋼材の溶融再現熱サイクル後の変態組織を示す。

第3表において鋼A、B、F、G、H、I、JおよびKは本発明法による鋼であり、鋼C、DおよびEは比較法による鋼である。鋼A、B、F、G、H、I、JおよびKはTi添加前の[Si]量、[Al]量がそれぞれ0.05%以下、0.007%以下の状態において、しかも、溶存[O]量が0.020%以下の状態においてTi添加したものである。その結果、これらの鋼材に溶融再現熱サイクルを与えると本発明鋼の特徴をなす微細なウイトマンステッテン状のフェライトプレートより成る「微細ペーナイト組織」を呈し、このウイトマンステッテン状フェライトプレートの交差する部分には Ti_2O_3 を主成分とするTi酸化物の微細粒子が存在している。なお、これらの鋼の溶製時Ti添加前に

%以下の状態でTi添加し、しかも、鍛造後の鋼材中のAl、Ti、Oの量をそれぞれ0.007%以下、0.003~0.050%，0.0010~0.0100%の範囲とすることとした。

存在した[Al]、[Si]は脱酸元素として添加されたものではなく、耐火物等の溶損により混入したものである。

いっぽう、鋼CはTi添加前の溶鋼中[Si]、[Al]量は本発明法に該当するが、溶存[O]量と、Tiの添加量が多くて失し、鋼材中のTiの析出物は結晶構造が明瞭でない粗大な酸化物となり、溶融再現熱サイクル後もFSPや粗大Buおよび粗大な粒内フェライトが生成してしまう。また、鋼D、Eは、いわゆるSi-Alキルド鋼であり、このような鋼へのTi添加は従来のTiN処理に当たる。このため、これらの鋼の溶融再現熱サイクルではFSP、粗大Buのほかに、ペナイトや島状マルテンサイトなどが形成される。これはTi添加前の溶鋼中のAlが本発明の技術的を根幹をなす望ましいTi酸化物の形成を防げるためと考えられる。

以上の実験事実にもとづき、Ti添加前の溶鋼中にAl、Siを添加しないで、かつ、量ましくは耐火物の溶損や合金から不可避的に混入するAlおよびSiの量が、それぞれ、0.007%以下、0.05

図 3-8 T1内加熱の熱交換器とT1蒸発器の動作状況、および、供給熱源熱サイクルの概要

区分 記号	本品明法	本品明庄	比較法	比較法	比較法	本品明法	本品明庄	本品明法	本品明法	本品明法	本品明法	
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	
T1添加前溶出率中C T1添加前溶出率中S1 T1添加前溶出率中O1f	0.002%	0.001%	0.001%	0.028%	0.028%	0.002%	0.007%	0.001%	0.004%	0.004%	0.001%	
	0.05	0.04	0.04	0.40	0.34	0.03	0.05	0.04	0.02	0.04	0.05	
	0.0125	0.0155	0.0250	0.0088	0.0025	0.0082	0.0036	0.0045	0.0033	0.0048	0.0072	
測定法	液相法	固相法	固相法	固相法	固相法	固相法	固相法	固相法	固相法	固相法	固相法	
圧縮法	PMK圧延-乾燥	円柱	圧延七寸	圧延八寸	PMK圧延-乾燥	PMK圧延-QT	網膜片切	網膜圧延	網膜圧延-DQT	熱間圧延-乾燥	網膜生圧	
固材の形状	厚板状	円柱	圓盤状	圓盤状	圓盤状	圓盤状	圓盤状	圓盤状	圓盤状	圓盤状	圓盤状	
固 形 成 分 組 成	C	0.132	0.101	0.126	0.158	0.130	0.093	0.062	0.126	0.108	0.112	
	H	0.23	0.21	0.35	0.41	0.32	0.04	0.05	0.04	0.02	0.29	0.42
	Mn	1.48	0.89	1.32	1.52	1.46	1.40	1.38	1.41	L27	1.43	1.45
	P	0.005	0.007	0.005	0.004	0.007	0.006	0.006	0.016	0.008	0.023	0.004
	S	0.002	0.004	0.003	0.001	0.002	0.002	0.001	0.0043	0.0018	0.007	0.003
	Al	0.002	<0.001	0.001	0.023	0.035	<0.001	0.003	0.007	0.004	0.003	0.002
	Ti	0.012	0.023	0.068	0.016	0.012	0.018	0.011	0.031	0.027	0.018	0.016
	O	0.0045	0.0075	0.0110	0.0049	0.0028	0.067	0.0037	0.0051	0.0047	0.0048	0.0046
	N	0.0016	0.0019	0.0021	0.0020	0.0035	0.0008	0.0022	0.0026	0.0017	0.0028	0.0023
	(%)	その他 の元 素	なし	Mn: 1.40 Cr: 0.32 M: 0.24 S: 0.0013	なし	C: 0.32 Mn: 0.19	なし	C: 0.35 Mn: 0.30 M: 0.15	Mn: 1.55 N: 0.016 M: 0.11	Cr: 0.17 Mn: 0.032 V: 0.042 S: 0.0012	C: 1.14 Mn: 0.72 Zr: 0.04 Ca: 0.0011	
粒径が3.0μ 以下のT1の 百分比 率	Ti: 2.0% 以下T10混在	円柱	粒度測定の限界 でない粗大な (>3.0μ) 炭化物	TiN	円柱	Ti: 2.0% 以下T10混在	円柱	円柱	円柱	円柱	円柱	
固上の量(重量%)	0.022	0.031	0.073	0.019	0.014	0.022	0.017	0.039	0.023	0.024	0.021	
初期再吸納サイトル化の結果	微細なW14- manganese 状のフリライト		FSP	FSP		微細なW14- manganese +粗大S +粗大E +ベーナイト +品目マルテン サイト						
(最高融点温度 ≥1400°C 800-500°Cの 平均融点 ℃/%)		円柱			円柱		円柱	円柱	円柱	円柱	円柱	

(発明の効果)

本発明法による鋼材は溶接 HAZ 部のミクロ組織を従来のアルミニシリコンキルド鋼 IC TIN 处理等の HAZ 強性向上技術を施した鋼材に比べて著しく微細な組織とすることにより、以下のような産業上の利用効果を有する。

- a. 熔接 HAZ 部（とくに、大入熱熔接 HAZ の）のシャルピー切り欠き韧性を著しく高める
- b. 熔接 HAZ 部の COD 値を高め、安定化させる
- c. C, C_{eq} , P_{ex} 等をとくに低下させない鋼でも、熔接 HAZ の硬さを硬化させず熔接低温割れ性を改善する

このような効果により、本発明法は海洋構造物、船舶、タンク、ベンストック、圧力容器、橋梁、ラインパイプ、その他一般鋼構造物用の鋼材に対して、その施工時の溶接予熱、後熱を必要とせず、溶接継手部の脆性破壊に対する安全性を確保することのできる鋼材の製造を可能にする。

4. 図面の簡単な説明

第1図(a), (b)は夫々本発明鋼と従来鋼の溶融再

現熟サイクル後のシャルピー波面の劈開破面単位の違いを示す組織写真、第2図は夫々本発明鋼と従来鋼の溶接 HAZ 部のミクロ組織を示す写真であり(a)は大入熱溶接 HAZ、(b)は小入熱溶接 HAZ、第3図は、従来キルド鋼の溶融再現熟サイクルによる組織の説明図である。

代理人 谷山輝

本多小平

正行田基

新 部 興 治

第 1 図

(a)

本鋸明綫

50μm



(b)

従来方式下綫

50μm



(c)

大入熱溶接 HAZ

SAW, 入熱 200 °C/cm

本鋸明綫

100μm

従来綫 (Al-Si Killed)

100μm



(d)

小入熱溶接 HAZ

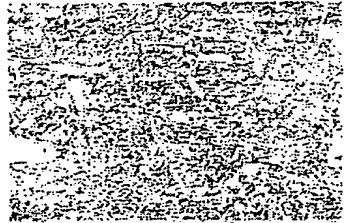
SAW, 入熱 30 °C/cm

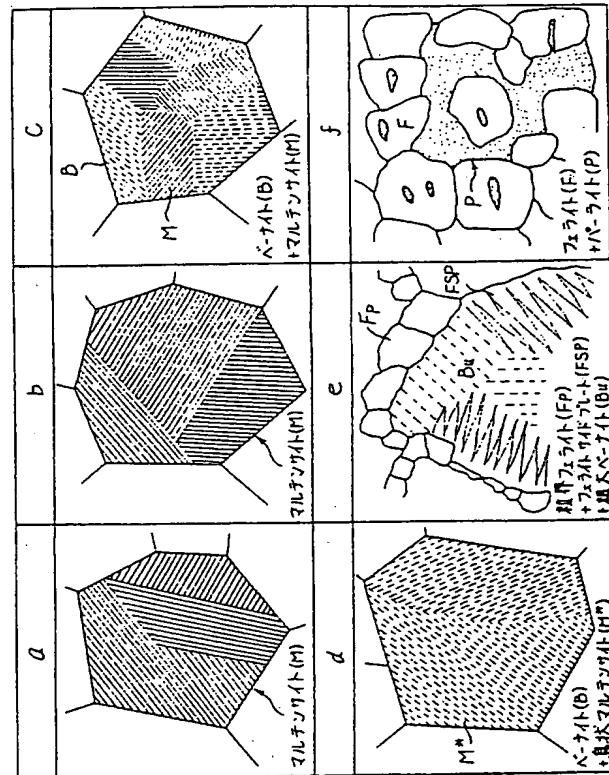
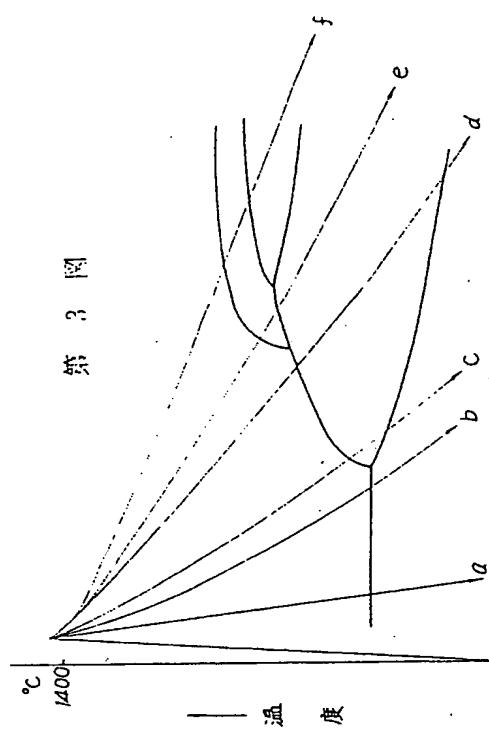
本鋸明綫

100μm

従来綫 (Al-Si Killed)

100μm





手 続 補 正 書 (方式)

昭和 60 年 2 月 28 日

特許庁長官 志賀 学 教

1. 事件の表示

昭和 59 年 特許 第 203099 号

2. 今回の名体

溶接熱影響部軟性化に対する鋼材の製造法

3. 補正をする者

事件と同様の出願人

住所 (都道府県) 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

氏名 (名称) (665) 新日本製鐵株式会社

4. 代理人

住所 (都道府県) 東京都千代田区丸の内 2 丁目 6 番 2 号丸の内八重洲ビル 330

氏名 (名称) (3667) 谷山 雄雄

5. 補正請求の日付

昭和 60 年 1 月 29 日

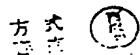
6. 補正の方法



7. 補正の対象

特許の権利範囲を変更する

8. 補正の内容



本補明細書中下記事項を補正いたします。

記

1. 第 3 1 頁 2 行目に

「示す組織写真、」とあるを

「示す金属組織の写真、」と訂正する。

2. 第 3 1 頁 3 行目に

「溶接 HAZ 部のミクロ組織を」とあるを

「溶接 HAZ 部の金属のミクロ組織を」と訂正する。

代理人 谷山 雄雄